

PTO 06-4469

Japanese Kokai Patent Application
No. Hei 5[1993]-279773 A

HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOYS WITH UNIFORM MICROSTRUCTURE

Hirobumi Yoshimura et al.

good 103
up to .8 g/o

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE
WASHINGTON, D.C. MAY 2006
TRANSLATED BY THE MCELROY TRANSLATION COMPANY

JAPANESE PATENT OFFICE
PATENT JOURNAL (A)
KOKAI PATENT APPLICATION NO. HEI 5[1993]-279773

Int. Cl ⁵ :	C 22 C 14/00
Filing No.:	Hei 4[1992]-52956
Filing Date:	March 11, 1992
Publication Date:	October 26, 1993
Priority Date:	March 25, 1991
Country:	Japan (JP)
No.:	Hei 3[1991]-60599
No. of Claims:	8 (Total of 10 pages)
Examination Request:	Not filed

HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOYS WITH UNIFORM MICROSTRUCTURE

[Kokyodochitangokin]

Inventor:	Hirobumi Yoshimura et al.
Applicant:	000006655 Nippon Steel Corporation

[There is no amendment in this patent]

Claim

/2*

1. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type, $\alpha+\beta$ type and β type titanium alloys, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

2. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type titanium alloys containing 0.5-7% by weight Al and the balance Ti and inevitable

* [Numbers in the margin indicate pagination of the original foreign language text.]

impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

3. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type titanium alloys containing 0.5-7% by weight Al, 1-6% by weight Sn, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

4. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in $\alpha+\beta$ type titanium alloys containing 0.2-7% by weight V and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

5. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in $\alpha+\beta$ type titanium alloys containing 0.5-7% by weight Al, 0.2-12% by weight V, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

6. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in $\alpha+\beta$ type titanium alloys containing, as % by weight, 0.5-7% Al, 0.2-12% V or 1-7% Mo, furthermore one or more of 1-6% Sn, 3-8% Zr, 0.1-3% Fe, and 0.1-3% Cu, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

7. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in β type titanium alloys containing, as % by total weight, 9-27%, of one or more of V, Mo, and Cr, and one or more of 0.5-4% Al, 1-6% Sn, and 3-8% Zr, with the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8%, to which 0.001-0.5% total weight O is added and one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

8. High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type titanium alloys containing, as % by weight, 0.1-3% Fe, 0.01-0.12% N, with the balance Ti and inevitable impurities, to which 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

Detailed explanation of the invention

[0001]

Industrial utilization field

The present invention relates to titanium alloys having uniform microstructure and improved strength at normal and high temperatures in α type, $\alpha+\beta$ type and β type titanium alloys.

[0002]

Prior art

Titanium alloys have been used in many structural material fields as well as aircraft parts and their uses have recently been expanded owing to the high specific strength and corrosion resistance titanium alloys have, as well as heat resistance. Among the most notable of these, there are 3 kinds of titanium alloys: α type, comprising the α phase of hexagonal crystal, as the metal structure, $\alpha+\beta$ type comprising α and β phases of body-centered cubic crystals, and β type comprising β phase.

[0003]

etc. In α type alloys, there are Ti-5Al-2.5Sn, Ti-5.5Al. Those alloys have higher strength than pure titanium and are always stable at temperatures below β transformation point giving superior thermal stability and creep resistance at high temperature useful in engine cases of aircraft, etc. Among $\alpha+\beta$ type alloys are Ti-6Al-4V, Ti-3Al-2.5V, Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo, etc. Since these are two-phase alloys, they have such excellent, balanced characteristics for processing as parts producibility and weldability and in products. Those of strength and fatigue resistance useful for various structural parts. Among β type alloys are Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr, etc. In these alloys, β phase can be maintained at up to normal temperature, thus yielding excellent cold workability, and high strength is obtained by heat treatment. In recent years, these have been actively developed and used in various fields of application.

[0004]

Further improvements have been demanded of the aforementioned titanium alloys in strength, heat-resistance high temperature environments in addition to uniform microstructure to increase fatigue strength. Recent interest focuses on extending the high strength in normal environments to perform at all temperatures certain materials have normal to high, as well as expanding of their uses. Depending on their uses, titanium alloys are cast or supplied in various shapes such as plate, wire and shaped articles, and the like obtained by molding after casting. As a cast material, however, they presented such problems as deficiencies in strength, ductility, etc., due to rough cast structure. Further, to obtain uniform microstructure, they need to be processed at high rates in temperature regions below the β transformation point (for example, at 930°C for Ti-3Al-2.5V and 990°C for Ti-6Al-4V); thus, there was a problem of cracking in titanium alloys having poorer hot processability.

[0005]

Problem to be solved by the invention

To meet the aforementioned demand and solve the above-mentioned problems, the present invention aims to provide α type, $\alpha+\beta$ type and β type titanium alloys having uniform microstructure and improved strength at normal and high temperatures.

[0006]

Means for solving the problem

The present inventors found that when O is added to titanium alloys, as well as one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B, the strength of cast and hot-worked materials is improved by the compound effect of the additives in yielding a uniform microstructure. Because uniform microstructure is obtained as cast, the limit of the temperature range for $\alpha+\beta$ zone processing in the prior art can be relaxed even in the subsequent processing.

[0007]

The present invention is based on the above-mentioned findings for the following purposes.

- (1) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type, $\alpha+\beta$ type and β type titanium alloys, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.
- (2) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type titanium alloys containing 0.5-7% by weight Al and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% total weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.
- (3) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type titanium alloys containing 0.5-7% by weight Al, 1-6% by weight Sn, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.
- (4) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in $\alpha+\beta$ type titanium alloys containing 0.2-7% by weight V and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.
- (5) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in $\alpha+\beta$ type titanium alloys containing 0.5-7% by weight Al, 0.2-12% by weight V, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

(6) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in $\alpha+\beta$ type titanium alloys containing, as % by weight, 0.5-7% Al, 0.2-12% V or 1-7% Mo, furthermore one or more of 1-6% Sn, 3-8% Zr, 0.1-3% Fe, and 0.1-3% Cu, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

(7) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in β type titanium alloys containing, as % of total weight, 9-27%, of one or more of V, Mo, and Cr, and one or more of 0.5-4% Al, 1-6% Sn, and 3-8% Zr, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

(8) High-strength titanium alloys having uniform microstructure are characterized in that in α type titanium alloys containing as % by weight, 0.1-3% Fe, 0.01-0.12% N, and the balance Ti and inevitable impurities, 0.1-0.8% by weight O is added, further 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

[0008]

Claim 1 forms uniform microstructure and improves the strength of various titanium alloys of α , $\alpha+\beta$, and β types by adding O and one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B. As typical examples, Ti-5Al-2.5Sn was selected as the α type alloy, Ti-6Al-4V and Ti-3Al-2.5V as $\alpha+\beta$ type alloys, and Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al as the β type, and their tensile strength at normal and high temperatures were examined as well as the structure of rod materials, which were manufactured from the above titanium alloys by adding O and P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and/or B and melting. As a result, it was found that P and each element of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B form compounds with Ti, and when the compounds coexist with O the matrix is strengthened as these composite compounds are finely dispersed to obtain uniform cast microstructure. Notable strength improvement results and at the same time, the improved processability owing to the fine grain of the structure and solid solution strengthening of O, P, etc. This effect is manifest when 0.1% by weight or more of O is added and 0.001% or more total weight P and/or other elements. When O exceeds 0.8% by weight, and the total of P and/or other elements exceeds 0.5% by weight, the fining effect on the structure becomes less notable, and ductility suffers. Further, when the amount of O added is less than 0.1% by weight or when the total of P and/or other elements is less than 0.001% by weight, little or no uniform fining effect can be observed on structure. Therefore, as indicated in Claim 1, the decision was made to add 0.1-0.8% by weight O and 0.001-0.5% total weight of one or more of P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B.

[0009]

Claim 2 is aimed at α type titanium alloys represented by Ti-5.5Al. Al is contained for stabilization of α phase and solid solution strengthening, and its effect is revealed at 5% by weight or more of Al. But, if it exceeds 7% by weight, Ti_3Al intermetallic compound precipitates to degrade the processability, and for these reasons its content is set at 0.5-7% by weight. Further, by the same reason as in Claim 1, O is added at 0.1-0.8% by weight, and one or more of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B is added at 0.001-0.5% by weight as sum total.

[0010]

Claim 3 is aimed at α type titanium alloys represented by Ti-5Al-2.5Sn. Al is added at 0.5-7% by weight for the same reason as in Claim 2. Sn is added for solid solution strengthening, showing its effect at 1% by weight or more of Sn, but saturating when it exceeds 6% by weight. Its content is thus set at 1-6% by weight. Further, for the same reason as in Claim 1, O is added at 0.1-0.8% by weight, and one or more of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B is added at 0.001-0.5% total weight.

[0011]

Claim 4 is aimed at $\alpha+\beta$ alloys such as Ti-2.5V, etc. V is added for β phase stabilization, solid solution strengthening and improvement of processability. Its effect is revealed at 0.2% by weight or more, but when only V is contained and it exceeds 7% by weight, the α phase becomes unstable, so its content is set at 0.2-7% by weight. Further, for the same reason as in Claim 1, O is added at 0.1-0.8% by weight, and one or more of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B at 0.001-0.5% by weight.

[0012]

Claim 5 is aimed at $\alpha+\beta$ alloys such as Ti-6Al-4V, Ti-3Al-2.5V, etc. Al is added at 0.5-7% by weight for α phase stabilization and solid solution strengthening as in Claim 2. V is added for β phase stabilization, solid solution strengthening and improvement of processability. Its effect is revealed at 0.2% or more by weight, but at 12% by weight the α phase becomes unstable, so its content is set at 0.2-12% by weight. Further, for the same reason as in Claim 1, O is added at 0.1-0.8% by weight, and one or more of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B at 0.001-0.5%.

[0013]

Claim 6 is aimed at $\alpha+\beta$ alloys such as Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo, Ti-6Al-6V-2Sn, Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo, Ti-10V-2Fe-3Al, etc. Al is added at 0.5-7% by weight for α phase stabilization and solid solution strengthening, as in Claim 2. V or Mo is added for β

phase stabilization, solid solution strengthening and improvement of processability. Its effect is revealed at 0.2% or more by weight V and 1% or more by weight Mo, but the α phase becomes unstable when V exceeds 12% by weight and when Mo exceeds 7% by weight, so V is added at 0.2-12% by weight or Mo at 1-7%. Sn, Zr, Fe, and Cu are all effective elements for solid solution strengthening, and their effect is revealed at 1% by weight or more of Sn, 3% by weight or more of Zr, and 0.1% by weight or more of Fe and Cu each. The effect is saturated however, when Sn exceeds 6% by weight and when Zr exceeds 8% by weight, and eutectoid compounds precipitate to deteriorate processability when Fe and Cu each exceed 3% by weight. Thus, the alloy will contain one or more of 1-6% Sn by weight, 3-8% Zr, 0.1-3% Fe, and 0.1-3% Cu. Further, for the same reason as in Claim 1, O is added at 0.1-0.8% by weight, and one or more of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B is added at 0.001-0.5% by weight.

[0014]

Claim 7 is aimed at β alloys such as Ti-13V-11Cr-3Al, Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (β_c alloy), Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn (β_{III} alloy), Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, etc. V, Mo, and Cr are added for β phase stabilization, solid solution strengthening, and processability improvement, and their effects are revealed when one or more of those elements are at 9% total weight or more. If their content exceeds 27% by weight, these elements are easily segregated and the improvement of product characteristics including fatigue strength cannot be expected; in addition the specific gravity increases so that high specific strength, which is a special feature of titanium alloys, is degraded. Their content is accordingly set at 9-27% by total weight. Al, Sn and Zr are all effective elements for solid solution strengthening. Al and Sn have the further effect of controlling embrittlement of materials by precipitation of ω phase, and their effect is revealed when Al is 0.5% or more by weight and when Sn is 1% or more by weight. Furthermore, Zr has to effect of stabilizing β phase, and its effect is revealed at 3% by weight. However, the β phase becomes unstable when Al exceeds 4% by weight and the effect is saturated when Sn exceeds 6% by weight and Zr exceeds 8%. Thus, it contains one or more of 0.5-4% Al by weight, 1-6% Sn by weight, and 3-8% Zr by weight. For the same reason as in Claim 1, O is added at 0.1-0.8% by weight, and one or more of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B at 0.001-0.5% of the total weight.

/5

[0015]

Claim 8 is aimed at α type titanium alloys such as Ti-0.5Fe-0.05N alloy, etc. Fe is added for solid solution strengthening as in Claim 6. N is also added for solid solution strengthening, and its effect is revealed at 0.01% by weight or more, but ductility tends to be degraded when it exceeds 0.12% by weight. Thus, it is set to contain Fe at 0.1-3% by weight and N at 0.01-0.12%

by weight. For the same reason as in Claim 1, O is added at 0.1-0.8% by weight, and one or more of As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B is added at 0.001-0.5% by total weight.

[0016]

Titanium alloys of the present invention can be provided as cast material and in various shapes such as plate, wire, rods, shaped items, etc., obtained from cast material by hot rolling or hot extrusion and cold rolling if necessary, and can also be provided as welded structural materials and welding materials. These can also be provided as powdered molding materials. Especially since the microstructure can be obtained even in cast material, the limit of processing temperature range is relaxed, and the heat treatment condition is similarly relaxed, and they can thus be processed more easily than conventional materials without cracking. A more uniform structure is also obtained when the present invention materials are processed and heat treated in the conventional processing condition range.

[0017]

Application examples

Various titanium alloys shown in Table 1 to Table 4 were melted and cast. Then, a 10 mm-diameter tensile test piece was obtained from round rod produced from the Ti alloys by heating at 1100°C and hot extruding, and was subjected to tensile tests at normal and high temperatures for stress testing. As shown in the tables, strength at normal and high temperatures was superior in all of the present embodiments of the invention to that of the comparative examples, and the cast materials of all of the embodiments of the present invention had more uniform microstructure in comparison with comparative examples. The structures of cast materials in Embodiment 12 of the present invention in Table 1 and Comparative Example 67 in Table 4 are shown in Figure 1. The fining effect of the structure by the present invention is clear. Furthermore, in Comparative Examples 53, 54, 56, 59, and 61 in Table 4, where excessive amounts of P or O were added, the extruded materials had cracks.

[0018]

Table 1

/6

No.	Alloy component (% by weight)								
	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N
1	5.4	–	–	–	–	–	–	–	–
2	5.1	2.4	–	–	–	–	–	–	–
3	3.2	2.4	–	–	–	–	–	–	–
4	5.0	2.4	–	–	–	–	–	–	–
5	5.1	2.3	–	–	–	–	–	–	–
6	–	–	–	2.5	–	–	–	–	–
7	6.0	–	–	3.9	–	–	–	–	–
8	5.2	–	–	4.1	–	–	–	–	–
9	5.9	–	–	4.1	–	–	–	–	–
10	6.0	–	–	4.0	–	–	–	–	–
11	6.0	–	–	3.9	–	–	–	–	–
12	6.1	–	–	3.9	–	–	–	–	–
13	6.1	–	–	4.1	–	–	–	–	–
14	6.0	–	–	4.0	–	–	–	–	–
15	6.0	–	–	3.9	–	–	–	–	–
16	6.0	–	–	4.2	–	–	–	–	–
17	6.0	–	–	4.0	–	–	–	–	–
18	5.8	–	–	4.1	–	–	–	–	–
19	6.0	–	–	3.9	–	–	–	–	–
20	6.1	–	–	4.1	–	–	–	–	–

(table continued)

No	Additive elements (% by weight)									Stress testing (kg/mm ²)		1*	2*
	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	Normal temp.	400°C		
1	0.14	0.020	–	–	–	–	–	–	–	98.3	52.3	O	EI (2)
2	0.16	0.030	–	–	–	–	–	–	–	112.2	59.5	O	EI (3)
3	0.16	0.10	–	–	–	–	–	–	–	120.8	68.1	O	
4	0.2	0.040	–	–	–	0.01	–	–	–	121.8	67.1	O	
5	0.26	0.020	–	–	–	–	0.01	–	–	126.3	71.4	O	
6	0.16	0.040	–	–	–	–	–	–	–	64.5	27.4	O	EI (4)
7	0.10	0.001	–	–	–	–	–	–	–	100.2	52.6	O	EI (5)
8	0.10	0.48	–	–	–	–	–	–	–	115.2	62.1	O	
9	0.13	0.010	–	–	–	–	–	–	–	102.2	52.1	O	
10	0.21	0.010	–	–	–	–	–	–	–	113.2	62.2	O	
11	0.24	0.020	–	–	–	–	–	–	–	115.1	53.1	O	
12	0.31	0.054	–	–	–	–	–	–	–	120.4	68.4	O	
13	0.46	0.070	–	–	–	–	–	–	–	129.1	73.1	O	
14	0.18	–	0.02	–	–	–	–	–	–	105.1	54.1	O	
15	0.25	–	–	–	0.01	–	–	–	–	114.2	62.2	O	
16	0.22	–	–	0.05	–	–	–	–	–	113.4	62.4	O	
17	0.45	0.024	–	–	–	–	–	–	–	131.2	78.2	O	
18	0.67	0.120	–	–	0.02	–	–	–	–	127.9	74.3	O	
19	0.23	–	–	–	–	–	–	–	0.06	116.4	64.4	O	
20	0.2	0.010	–	–	–	–	0.02	–	–	110.9	60.3	O	

(Structure evaluation: O: uniform microstructure, Δ: slightly rough structure,
x: rough structure)

Note: 1*: Structure evaluation of cast material

2*: Classification

EI: Embodiment of the invention

[0019]

Table 2

/7

No.	Alloy component (% by weight)								
	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N
21	6.0	–	–	4.0	–	–	–	–	–
22	5.9	–	–	4.1	–	–	–	–	–
23	6.1	–	–	3.9	–	–	–	–	–
24	6.0	–	–	4.2	–	–	–	–	–
25	4.5	–	–	3.1	–	–	–	–	–
26	4.6	–	–	3.0	–	–	–	–	–
27	2.9	–	–	2.7	–	–	–	–	–
28	3.1	–	–	2.5	–	–	–	–	–
29	3.0	–	–	2.6	–	–	–	–	–
30	3.0	–	–	2.4	–	–	–	–	–
31	3.0	–	–	2.5	–	–	–	–	–
32	2.8	–	–	2.5	–	–	–	–	–
33	2.8	–	–	2.5	–	–	–	–	–
34	3.1	–	–	2.3	–	–	–	–	–
35	2.1	–	–	1.4	–	–	–	–	–
36	2.2	–	–	1.4	–	–	–	–	–
37	5.9	1.9	–	5.5	–	–	0.9	0.8	–
38	5.9	2.2	4.2	–	1.8	–	–	–	–
39	6.0	–	–	3.9	–	–	0.3	–	–
40	6.0	–	–	3.9	–	–	1.2	–	–

(table continued)

No	Additive elements (% by weight)									Stress testing (kg/mm ²)		1*	2*
	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	Normal temp.	400°C		
21	0.21	0.030	–	–	–	0.01	–	–	–	113.9	61.8	O	EI (5)
22	0.22	0.010	–	–	–	–	–	0.03	–	112.4	62.0	O	
23	0.78	0.001	–	–	–	–	–	–	–	128.1	70.3	O	
24	0.80	0.47	–	–	–	–	–	–	–	134.9	79.2	O	
25	0.13	0.23	–	–	–	–	–	–	–	88.3	40.2	O	
26	0.24	0.052	–	–	–	–	–	–	–	98.2	47.3	O	
27	0.1	0.010	–	–	–	–	–	–	–	62.7	31.8	O	
28	0.13	0.015	–	–	–	–	–	–	–	68.2	37.2	O	
29	0.21	0.017	–	–	–	–	–	–	–	70.9	39.2	O	
30	0.23	0.047	–	–	–	–	–	0.02	–	79.2	45.8	O	
31	0.36	0.077	–	–	–	–	–	–	–	81.3	45.8	O	
32	0.41	0.092	–	–	–	–	–	–	–	85.3	45.8	O	
33	0.47	0.23	–	–	–	–	–	–	–	98.3	64.5	O	
34	0.18	–	0.01	0.01	–	–	–	–	0.01	75.3	41.3	O	
35	0.1	0.022	–	–	–	–	–	–	–	68.2	28.3	O	
36	0.13	0.052	–	0.05	–	–	–	–	–	66.3	35.3	O	
37	0.18	0.046	–	–	–	–	–	–	–	121.4	70.4	O	EI (6)
38	0.24	0.082	–	–	–	–	–	–	–	128.3	74.3	O	
39	0.21	0.060	–	–	–	–	–	–	0.06	118.1	50.8	O	
40	0.20	0.090	–	–	–	–	–	–	–	121.4	66.9	O	

(Structure evaluation: O: uniform microstructure, Δ: slightly rough structure,
x: rough structure)

Note: 1*: Structure evaluation of cast material

2*: Classification

EI: Embodiment of the invention

[0020]

Table 3

/8

No.	Alloy component (% by weight)								
	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N
41	3.0	—	—	2.4	—	—	0.3	—	—
42	3.0	—	—	2.4	—	—	1.5	—	—
43	2.0	—	—	1.1	—	—	0.2	—	—
44	2.0	—	—	1.1	—	—	1.4	—	—
45	3.1	2.9	—	15.1	—	2.7	—	—	—
46	3.2	3.0	—	15.4	—	2.8	—	—	—
47	3.1	2.8	—	15.0	—	2.8	—	—	—
48	3.2	—	4.2	8.1	3.8	2.2	—	—	—
49	—	—	—	—	—	—	0.2	—	0.02
50	—	—	—	—	—	—	0.5	—	0.08
51	—	—	—	—	—	—	2.7	—	0.10
52	—	—	—	—	—	—	0.4	—	0.05
53	—	—	—	—	—	—	0.7	—	0.08

11.337
11.5
11.43
9.547

(table continued)

No	Additive elements (% by weight)									Stress testing (kg/mm ²)		1*	2*
	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	Normal temp.	400°C		
41	0.18	0.060	–	–	–	–	–	–	–	79.4	42.3	O	EI (6)
42	0.33	0.092	–	–	–	–	–	–	–	101.8	57.5	O	
43	0.18	0.044	–	–	–	–	–	–	–	65.2	32.1	O	
44	0.41	0.110	–	–	–	–	–	–	–	90.1	48.9	O	
45	0.11	0.020	–	–	–	–	–	–	–	112.4	69.4	O	EI (7)
46	0.18	0.040	–	–	–	–	–	–	–	127.5	74.5	O	
47	0.24	0.052	–	–	–	–	–	–	–	135.2	79.2	O	
48	0.13	0.050	–	–	–	–	–	0.04	–	136.6	79.6	O	
49	0.15	0.040	–	–	–	–	–	–	–	66.5	35.2	O	EI (8)
50	0.21	0.080	–	–	–	–	–	–	–	75.3	42.7	O	
51	0.12	0.180	0.01	–	–	–	–	–	–	100.4	59.2	O	
52	0.20	0.040	–	–	0.01	–	0.02	–	–	69.3	41.1	O	
53	0.10	0.100	–	–	–	0.01	–	0.01	–	78.1	46.2	O	

(Structure evaluation: O: uniform microstructure, Δ: slightly rough structure,
x: rough structure)

Note: 1*: Structure evaluation of cast material

2*: Classification

EI: Embodiment of the invention

[0021]

Table 4

/9

No.	Alloy component (% by weight)								
	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N
54	5.0	2.4	–	–	–	–	–	–	–
55	–	–	–	2.6	–	–	–	–	–
56	6.0	–	–	4.1	–	–	–	–	–
57	5.8	–	–	4.1	–	–	–	–	–
58	6.0	–	–	3.9	–	–	–	–	–
59	6.1	–	–	4.1	–	–	–	–	–
60	4.4	–	–	3.0	–	–	–	–	–
61	2.9	–	–	2.5	–	–	–	–	–
62	2.1	–	–	1.5	–	–	–	–	–
63	3.0	3.1	–	15.1	–	3.0	–	–	–
64	–	–	–	–	–	–	0.6	–	0.04
65	5.6	–	–	–	–	–	–	–	–
66	4.9	2.5	–	–	–	–	–	–	–
67	6.2	–	–	4.0	–	–	–	–	–
68	3.0	–	–	2.5	–	–	–	–	–
69	5.9	1.9	–	5.3	–	–	0.9	0.8	–
70	5.9	2.1	4.1	–	1.9	–	–	–	–
71	2.9	2.9	–	14.9	–	2.7	–	–	–
72	3.1	–	4.3	3.1	3.7	5.1	–	–	–

(table continued)

No	Additive elements (% by weight)									Stress testing (kg/mm ²)		1*	2*
	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	Normal temp.	400°C		
54	0.15	0.51	–	–	–	–	–	–	–	135.1	86.1	Δ	CE
55	0.15	–	–	–	–	–	–	–	–	48.2	20.8	x	
56	0.34	0.65	–	–	–	–	–	–	–	141.2	89.2	Δ	
57	0.09	0.06	–	–	–	–	–	–	–	99.3	50.3	Δ	
58	0.25	0.52	–	–	–	–	–	–	–	136.4	82.4	Δ	
59	0.32	0.05	–	–	–	–	–	–	–	132.9	80.3	Δ	
60	0.11	–	–	–	–	–	–	–	–	75.4	43.8	x	
61	0.15	0.51	–	–	–	–	–	–	–	113.5	84.5	Δ	
62	0.07	–	–	–	–	–	–	–	–	50.3	21.3	x	
63	0.90	–	–	–	–	–	–	–	–	139.0	92.5	Δ	
64	0.09	–	–	–	–	–	–	–	–	48.4	26.8	Δ	
65	0.11	–	–	–	–	–	–	–	–	88.3	48.3	Δ	
66	0.16	–	–	–	–	–	–	–	–	94.2	51.2	x	
67	0.15	–	–	–	–	–	–	–	–	91.1	47.1	x	
68	0.11	–	–	–	–	–	–	–	–	58.3	29.3	x	
69	0.18	–	–	–	–	–	–	–	–	95.3	58.8	x	
70	0.10	–	–	–	–	–	–	–	–	90.8	56.8	x	
71	0.11	–	–	–	–	–	–	–	–	103.5	59.5	x	
72	0.09	–	–	–	–	–	–	–	–	112.1	68.1	x	

(Structure evaluation: O: uniform microstructure, Δ: slightly rough structure,
x: rough structure)

Note: 1*: Structure evaluation of cast material

2*: Classification

CE: Comparative example

[0022]

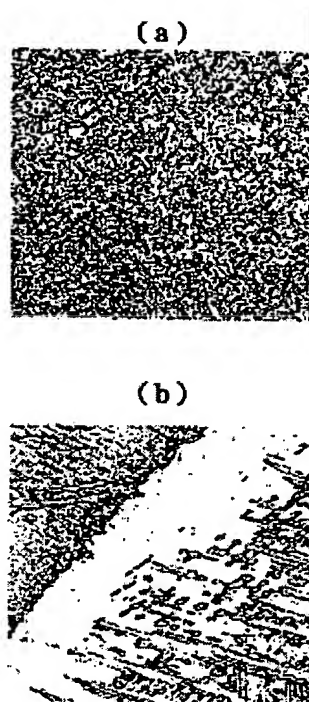
Effect of the invention

With the present invention, α type, $\alpha+\beta$ type and β type titanium alloys having uniform microstructure and improved strength at normal and high temperatures are provided while

retaining the usual characteristics of titanium alloys such as high specific strength and satisfactory corrosion resistance, and offering titanium alloys that can be used at higher temperatures than the conventional materials. Further, titanium alloys having uniform microstructure even as cast materials and excellent strength and ductility can be provided with notable industrial effect.

Brief explanation of the illustration

Figure 1 The photographs show the metallic structure of an embodiment of the present invention (a) and a comparative example (b) described above.



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 05-279773

(43)Date of publication of application : 26.10.1993

(51)Int.Cl.

C22C 14/00

(21)Application number : 04-052956

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 11.03.1992

(72)Inventor : YOSHIMURA HIROBUMI

KIMURA KINICHI

IKEMATSU YOICHI

HANAMURA TOSHIHIRO

TAKAMURA JINICHI

(30)Priority

Priority number : 03 60599 Priority date : 25.03.1991 Priority country : JP

(54) HIGH STRENGTH TITANIUM ALLOY HAVING FINE AND UNIFORM STRUCTURE

(57)Abstract:

PURPOSE: To provide alpha, alpha plus beta, and beta titanium alloys where strength at ordinary temp. and high temp. is improved and which has uniform fine structure.

CONSTITUTION: The alpha, alpha plus beta, or beta titanium alloy has a composition where 0.1-0.8wt.% O is added and also 0.001-0.5wt.%, in total, of one or ≥ 2 elements among P, As, Sb, Bi, S, Se, Te, and B are added.

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-279773

(43)公開日 平成5年(1993)10月26日

(51)Int.Cl.⁵
C 2 2 C 14/00

識別記号
Z

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数8(全 10 頁)

(21)出願番号 特願平4-52956

(22)出願日 平成4年(1992)3月11日

(31)優先権主張番号 特願平3-60599

(32)優先日 平3(1991)3月25日

(33)優先権主張国 日本(JP)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 吉村 博文

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(72)発明者 木村 欽一

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(72)発明者 池松 陽一

神奈川県川崎市中原区井田1618番地 新日本製鐵株式会社先端技術研究所内

(74)代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

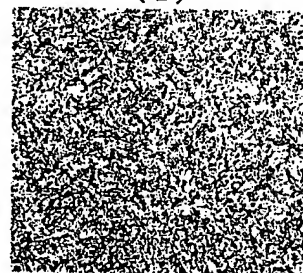
(54)【発明の名称】 均一微細組織の高強度チタン合金

(57)【要約】

【目的】 本発明は、 α 型、 $\alpha+\beta$ 型および β 型チタン合金において、常温および高温における強度を向上させた均一微細組織をなすチタン合金を提供する。

【構成】 α 型、 $\alpha+\beta$ 型あるいは β 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP, As, Sb, Bi, S, Se, Te, Bの1種または2種以上を重量%にて0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

(a)



(b)



【特許請求の範囲】

【請求項1】 α 型、 $\alpha+\beta$ 型あるいは β 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【請求項2】 重量%にてAl:0.5~7%を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からなる α 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【請求項3】 重量%にてAl:0.5~7%およびSn:1~6%を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からなる α 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【請求項4】 重量%にてV:0.2~7%を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からなる $\alpha+\beta$ 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【請求項5】 重量%にてAl:0.5~7%およびV:0.2~12%を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からなる $\alpha+\beta$ 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【請求項6】 重量%にてAl:0.5~7%と、V:0.2~12%またはMo:1~7%とを含有し、さらにSn:1~6%、Zr:3~8%、Fe:0.1~3%、Cu:0.1~3%の1種または2種以上を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からなる $\alpha+\beta$ 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【請求項7】 重量%にてV、Mo、Crの1種または2種以上を合計9~27%含有し、さらにAl:0.5~4%、Sn:1~6%、Zr:3~8%の1種または2種以上を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からなる β 型チタン合金において、重量%にてOを0.1

~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【請求項8】 重量%にてFe:0.1~3%およびN:0.01~0.12%を含有して、残部がTiおよび不可避的不純物からなる α 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は α 型、 $\alpha+\beta$ 型および β 型チタン合金において、常温および高温における強度を向上させた均一微細組織のチタン合金に関するものである。

【0002】

【従来の技術】チタン合金は比強度が高く耐食性に優れ、かつ耐熱性も備えていることから、航空機用部材をはじめ多くの構造材料分野で使用されており、近時その用途は拡大しつつある。このように注目されているチタン合金には、その金属組織が六方晶の α 相からなる α 型、 α 相と体心立方晶の β 相からなる $\alpha+\beta$ 型、および β 相からなる β 型の3種類がある。

【0003】 α 型合金にはTi-5Al-2.5Sn、Ti-5.5Alなどがある。これらの合金は純チタンにくらべて強度が高く β 変態点以下では常に安定であるため、高温における熱安定性および耐クリープ性に優れており、航空機のエンジンケースなどに使用される。 $\alpha+\beta$ 型合金にはTi-6Al-4V、Ti-3Al-2.5V、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2MoおよびTi-6Al-2Sn-4Zr-6Mo合金などがある。これらは二相合金であるため加工性および溶接性などの部材製造性と、強度および耐疲労性などの製品特性の両面で優れた特性を有するバランスのとれた材料であり、各種構造部材に使用される。 β 型合金にはTi-15V-3Cr-3Sn-3Al、Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zrなどがある。これらは常温まで β 相を残留させることができるので冷間加工性に優れ、また熱処理により高強度が得られるため、近年盛んに開発され各種分野で使用されるようになってきた。

【0004】上記した各チタン合金はさらなる高強度化、また耐熱用途においては高温環境における耐熱強度、さらに疲労強度の向上などから金属組織が均一微細であることが要求される。近時、用途の拡大に伴って、従来の使用環境よりも拡大された常温から高温にいたるまで高強度を有する材料が望まれるようになってきた。チタン合金はその用途に応じて鍛造ままの状態で使用される場合、または鍛造後に板、線、管、型材など各種形

状に成形加工して供給される場合などがある。しかし、
 鋳造まま材では、粗大な鋳造組織のため強度、延性等が
 乏しいという問題があり、また微細組織を得るために β
 変態点（例えば、Ti-3Al-2.5Vでは930℃、Ti-6Al-4Vでは990℃）以下の低温領域
 でかつ高加工率の加工を行わねばならず、そのため熱間
 加工性のあまり良くないチタン合金では割れの発生とい
 う問題があった。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の要望に
 応えるべく、また問題点を解消するために、 α 型、 α +
 β 型および β 型チタン合金において、常温および高温に
 おける強度を向上させた均一微細組織をなすチタン合金
 を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段および作用】本発明者は、
 チタン合金にOを添加し、かつP、As、Sb、Bi、
 S、Se、Te、Bの1種または2種以上を添加する
 と、その複合効果によって鋳造まま材および熱間加工材
 において強度が向上し、かつ均一微細組織を得ることを
 知見した。特に、鋳造ままで均一微細組織が得られるの
 で、その後の加工工程においても従来の α + β 域加工の
 ような加工温度範囲の制限が緩和できることがわかつ
 た。

【0007】本発明はこのような知見に基づくもので、
 その要旨はつぎのとおりである。すなわち、

(1) α 型、 α + β 型あるいは β 型チタン合金におい
 て、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつP、
 As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2
 種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加した
 ことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合金。

(2) 重量%にてAl:0.5~7%を含有し、残部がTi
 および不可避的不純物からなる α 型チタン合金にお
 いて、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつ
 P、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種また
 は2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加
 したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合
 金。

(3) 重量%にてAl:0.5~7%およびSn:1~
 6%を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からな
 る α 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~
 0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、S
 e、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計
 0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微
 細組織の高強度チタン合金。

(4) 重量%にてV:0.2~7%を含有し、残部がTi
 および不可避的不純物からなる α + β 型チタン合金に
 おいて、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつ
 P、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種また
 は2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加

したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合
 金。

(5) 重量%にてAl:0.5~7%およびV:0.2
 ~12%を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物か
 らなる α + β チタン合金において、重量%にてOを0.
 1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、
 Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計
 0.001~0.5%添加したことを特徴とする均一微
 細組織の高強度チタン合金。

(6) 重量%にてAl:0.5~7%と、V:0.2~
 12%またはMo:1~7%とを含有し、さらにS:1
 ~6%、Zr:3~8%、Fe:0.1~3%、Cu:
 0.1~3%の1種または2種以上を含有し、残部がTi
 および不可避的不純物からなる α + β 型チタン合金に
 おいて、重量%にてOを0.1~0.8%添加し、かつ
 P、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種また
 は2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加
 したことを特徴とする均一微細組織の高強度チタン合
 金。および

(7) 重量%にてV、Mo、Crの1種または2種以上
 を合計9~27%含有し、さらにAl:0.5~4%、
 Sn:1~6%、Zr:3~8%の1種または2種以上
 を含有し、残部がTiおよび不可避的不純物からなる β
 型チタン合金において、重量%にてOを0.1~0.8
 %添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、T
 e、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.00
 1~0.5%添加したことを特徴とする均一微細組織の
 高強度チタン合金である。

(8) 重量%にてFe:0.1~3%およびN:0.0
 1~0.12%を含有して、残部がTiおよび不可避的
 な不純物からなる α 型チタン合金において、重量%にてO
 を0.1~0.8%添加し、かつP、As、Sb、B
 i、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%
 にて合計0.001~0.5%添加したことを特徴とす
 る均一微細組織の高強度チタン合金。

【0008】請求項1は α 型、 α + β 型および β 型の各
 種チタン合金に、OおよびP、As、Sb、Bi、S、
 Se、Te、Bの1種または2種以上を複合添加するこ
 とにより均一微細組織とし、強度を向上させるものであ
 る。 α 型合金の代表例としてTi-5Al-2.5S
 n、 α + β 型合金の代表例としてTi-6Al-4Vお
 よびTi-3Al-2.5V、および β 型合金の代表例
 としてTi-15V-3Cr-3Sn-3Alを選び、
 Oと、PおよびAs、Sb、Bi、S、Se、Te、B
 とを複合添加した材料を溶製して棒材を製造し、常温お
 よび高温での引張強度および組織を調べた。その結果、
 PおよびAs、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの各元
 素はTiと化合物を形成し、これがOと共存するとマト
 リックスの強化とともに複合化合物として微細分散し、
 均一微細な鋳造組織が得られることを知見した。そし

て、この組織の細粒化とO、P等の固溶強化が相伴って、顕著な高強度化が図られると同時に加工性が向上する。そしてこの効果は、Oを0.1重量%以上添加し、かつPなどの元素の1種または2種以上を合計0.001重量%以上添加したときに現れ、Oを0.8重量%を超えて、かつPなどの元素の1種または2種以上を合計0.5重量%を超えて添加した場合は、組織の微細化効果が顕著でなくなるとともに、延性が低下する。また、Oが0.1重量%未満添加の場合やPなどの元素の1種または2種以上が合計0.001重量%未満添加の場合、およびOが0.1重量%未満かつPなどの元素の1種または2種以上が合計0.001重量%未満添加の場合には、組織の均一細粒効果が認められにくい。従って請求項1においてOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加させることとした。

【0009】請求項2はTi-5.5Alを代表とする α 型チタン合金を対象としたものである。Alは α 相の安定化と固溶強化のために含有させ、その効果が0.5重量%以上で現れ、7重量%を超えるとTi₃Al金属間化合物が析出して加工性が劣化するので、0.5~7重量%含有させることとした。また請求項1と同様の理由でOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加させることとした。

【0010】請求項3はTi-5Al-2.5Snを代表とする α 型チタン合金を対象としたものである。Alは請求項2と同様な理由で0.5~7重量%含有させることとした。Snは固溶強化のために含有させ、その効果が1重量%以上で現れ、6重量%を超えるとその効果は飽和するので1~6重量%含有させることとした。また請求項1と同様の理由でOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加させることとした。

【0011】請求項4はTi-2.5Vなどの $\alpha+\beta$ 型チタン合金を対象としたものである。Vは β 相安定化と固溶強化および加工性向上のために含有させ、その効果が0.2重量%以上で現れ、Vのみ含有する場合7重量%を超えると α 相が不安定化するので、0.2~7重量%含有させることとした。また請求項1と同様の理由でOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.01~0.5%添加させることとした。

【0012】請求項5はTi-6Al-4V、Ti-3Al-2.5Vなどの $\alpha+\beta$ 型チタン合金を対象としたものである。Alは請求項2と同様 α 相の安定化と固溶強化のために0.5~7重量%含有させることとした。

Vは β 相安定化と固溶強化および加工性向上のために含有させ、その効果が0.2重量%以上で現れ、12重量%を超えると α 相が不安定化するので、0.2~12重量%含有させることとした。また請求項1と同様の理由でOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加させることとした。

【0013】請求項6はTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo、Ti-6Al-6V-2Sn、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo、Ti-10V-2Fe-3Alなどの $\alpha+\beta$ 型チタン合金を対象としたものである。Alは請求項2と同様 α 相の安定化と固溶強化のために0.5~7重量%含有させることとした。VまたはMoは β 相安定化と固溶強化および加工性向上のために含有させ、その効果はVは0.2重量%以上、Moは1重量%以上で現れるが、Vは12重量%を超えた場合、Moが7重量%を超えた場合は α 相が不安定化するので、Vを0.2~12重量%含有させるかまたはMoを1~7重量%含有させることとした。Sn、Zr、Fe、Cuは何れも固溶強化に有効な元素であり、Snは1重量%以上、Zrは3重量%以上、FeおよびCuはそれぞれ0.1重量%以上で効果が現れる。しかし、Snが6重量%を超えた場合、Zrが8重量%を超えた場合効果が飽和し、FeおよびCuがそれぞれ3重量%を超えた場合は共析化合物が析出して加工性が劣化する。従って、Sn:1~6重量%、Zr:3~8重量%、Fe:0.1~3重量%、Cu:0.1~3重量%の1種または2種以上を含有させることとした。また請求項1と同様の理由でOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加させることとした。

【0014】請求項7はTi-13V-11Cr-3Al、Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr(β c合金)、Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn(β III合金)、Ti-15V-3Cr-3Sn-3Alなどの β 型チタン合金を対象としたものである。V、Mo、Crは β 相安定化と固溶強化および加工性向上のために含有させ、その効果はこれら各元素の1種または2種以上が合計9重量%以上で現れるが、27重量%を超えるとこれら元素が偏析しやすくなり、疲労特性をはじめとする製品特性の向上が期待できない、また比重が増加してチタン合金の特徴である高比強度が損なわれるので、1種または2種以上を合計9~27重量%含有させることとした。Al、Sn、Zrは何れも固溶強化に有効な元素である。AlおよびSnはさらに ω 相が析出して材料の脆化を抑制する効果があって、その効果はAlの場合は0.5重量%以上、Snの場合は1重量%以上で現れ、Zrはさらに β 相を安定化させる効果があっ

て、その効果は3重量%以上で現れる。しかしAlが4重量%を超えるとβ相が不安定化し、Snが6重量%を超えた場合およびZrが8重量%を超えた場合はその効果が飽和する。従ってAl:0.5~4重量%、Sn:1~6重量%、Zr:3~8重量%の1種または2種以上を含有させることとした。また請求項1と同様の理由でOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加させることとした。

【0015】請求項8はTi-0.5Fe-0.05N合金などのα型チタン合金を対象としたものである。Feは請求項6と同様に固溶強化のため0.1~3重量%含有させることとした。Nも固溶強化のため含有させ、その効果は0.01重量%以上で現れるが、0.12重量%を超えた場合は延性の劣化傾向が認められる。従って、Fe:0.1~3重量%、N:0.01~0.12重量%含有させることとした。また請求項1と同様の理由でOを0.1~0.8重量%添加し、かつP、As、Sb、Bi、S、Se、Te、Bの1種または2種以上を重量%にて合計0.001~0.5%添加させることとした。

【0016】本発明によるチタン合金は、鋳造まま材として、および鋳造材を熱間圧延や熱間押出また必要に応じて冷間圧延等の加工を行い板、線、棒、型材などの各種形状としても提供でき、またこれらに溶接施工を施し

た溶接構造材および溶接時の溶接材料としても提供可能である。さらに粉末成形材としても提供可能である。特に、鋳造ままでも微細組織を得ることができるので、その後の加工工程において加工温度範囲の制限が緩和され、また熱処理条件なども同様に緩和でき、割れなど発生することなく従来材よりも容易に加工できるなどの特徴がある。さらに、本発明による材料を従来のような条件範囲で加工-熱処理を行うとさらに均一微細な組織が得られる。

10 【0017】

【実施例】表1~表4に示す成分の各種チタン合金を溶解、鋳造した。そして1100℃に加熱後熱間押出により製造した丸棒より直径10mmの引張試験片で、常温および400℃の高温引張試験を行い耐力を測定した。その結果を、表に示すように本発明は何れも比較例に対して常温および高温強度が優れたものであり、本発明例の鋳造材組織は何れも従来例に比べて微細均一な組織であった。その代表例として、表1の本発明例No.12および表4の比較例No.67の鋳造まま材の組織を図1に示す。本発明による組織の微細化効果が明瞭である。なお、PまたはOの添加量を過多にした比較例の表4No.53, 54, 56, 59, 61は、熱間押出できたものの割れが発生した。

【0018】

【表1】

合金成分 (重量%)													添加元素 (重量%)							耐力		鍛造材の組織評価	区分
No	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	常温 kg/mm ²	400℃ kg/mm ²			
1	5.4	-	-	-	-	-	-	-	-	0.14	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	98.3	52.3	○	本発明例 (2)
2	5.1	2.4	-	-	-	-	-	-	-	0.16	0.030	-	-	-	-	-	-	-	-	112.2	59.5	○	
3	5.2	2.4	-	-	-	-	-	-	-	0.16	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	120.8	68.1	○	
4	5.0	2.4	-	-	-	-	-	-	-	0.2	0.040	-	-	-	0.01	-	-	-	-	121.8	67.1	○	
5	5.1	2.3	-	-	-	-	-	-	-	0.26	0.020	-	-	-	-	0.01	-	-	-	128.3	71.4	○	本発明例 (3)
6	-	-	-	2.5	-	-	-	-	-	0.16	0.040	-	-	-	-	-	-	-	-	64.5	27.4	○	
7	6.0	-	-	3.9	-	-	-	-	-	0.10	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	100.2	52.6	○	
8	6.2	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.10	0.48	-	-	-	-	-	-	-	-	115.2	62.1	○	
9	5.9	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.13	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	102.2	52.1	○	本発明例 (5)
10	6.0	-	-	4.0	-	-	-	-	-	0.21	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	113.2	61.2	○	
11	6.0	-	-	3.9	-	-	-	-	-	0.24	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	115.1	63.1	○	
12	6.1	-	-	3.8	-	-	-	-	-	0.31	0.054	-	-	-	-	-	-	-	-	120.4	68.4	○	
13	6.1	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.46	0.070	-	-	-	-	-	-	-	-	128.1	73.1	○	
14	6.0	-	-	4.0	-	-	-	-	-	0.18	-	0.02	-	-	-	-	-	-	-	105.1	54.1	○	
15	6.0	-	-	3.8	-	-	-	-	-	0.25	-	-	-	0.01	-	-	-	-	-	114.2	62.2	○	
16	6.0	-	-	4.2	-	-	-	-	-	0.22	-	-	0.05	-	-	-	-	-	-	113.4	62.4	○	
17	6.0	-	-	4.0	-	-	-	-	-	0.45	0.024	-	-	-	-	-	-	-	-	131.2	78.2	○	
18	5.8	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.67	0.120	-	-	0.02	-	-	-	-	-	127.9	74.3	○	
19	6.0	-	-	3.9	-	-	-	-	-	0.23	-	-	-	-	-	-	-	0.05	-	116.4	64.4	○	
20	6.1	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.2	0.010	-	-	-	-	0.02	-	-	-	110.9	60.8	○	

(組織評価) ○：均一微細組織、△：やや粗大組織、×：粗大組織

(組織評価 ○: 均一微細組織、△: やや粗大組織、×: 粗大組織)

【0019】

* * 【表2】

11

12

No	合金成分 (重量%)								添加元素 (重量%)								耐力		製造時の組織評価	区分		
	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	常温 kg/mm ²	400℃ kg/mm ²		
21	6.0	-	-	4.0	-	-	-	-	-	0.21	0.030	-	-	-	0.01	-	-	-	113.9	61.8	○	本発明例 (5)
22	5.9	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.22	0.010	-	-	-	-	-	0.03	-	112.4	62.0	○	
23	6.1	-	-	3.9	-	-	-	-	-	0.78	0.001	-	-	-	-	-	-	-	128.1	70.3	○	
24	6.0	-	-	4.2	-	-	-	-	-	0.80	0.47	-	-	-	-	-	-	-	134.9	79.2	○	
25	4.5	-	-	3.1	-	-	-	-	-	0.13	0.020	-	-	-	-	-	-	-	88.3	40.2	○	
26	4.6	-	-	3.0	-	-	-	-	-	0.24	0.052	-	-	-	-	-	-	-	98.2	47.3	○	
27	2.9	-	-	2.7	-	-	-	-	-	0.1	0.010	-	-	-	-	-	-	-	62.7	31.8	○	
28	3.1	-	-	2.5	-	-	-	-	-	0.13	0.015	-	-	-	-	-	-	-	68.2	37.2	○	
29	3.0	-	-	2.6	-	-	-	-	-	0.21	0.017	-	-	-	-	-	-	-	70.9	39.2	○	
30	3.0	-	-	2.4	-	-	-	-	-	0.23	0.047	-	-	-	-	-	0.02	-	79.2	45.3	○	
31	3.0	-	-	2.5	-	-	-	-	-	0.36	0.077	-	-	-	-	-	-	-	81.3	45.3	○	本発明例 (6)
32	2.8	-	-	2.5	-	-	-	-	-	0.41	0.092	-	-	-	-	-	-	-	85.3	48.5	○	
33	2.8	-	-	2.5	-	-	-	-	-	0.47	0.23	-	-	-	-	-	-	-	98.3	64.5	○	
34	3.1	-	-	2.3	-	-	-	-	-	0.18	-	0.01	0.01	-	-	-	-	0.01	75.3	41.3	○	
35	2.1	-	-	1.4	-	-	-	-	-	0.1	0.022	-	-	-	-	-	-	-	58.2	28.3	○	
36	2.2	-	-	1.4	-	-	-	-	-	0.13	0.057	-	-	-	-	-	-	-	66.3	35.3	○	
37	5.9	1.9	-	5.5	-	-	0.9	0.8	-	0.18	0.046	-	-	-	-	-	-	-	121.4	70.4	○	
38	5.9	2.2	4.2	-	1.8	-	-	-	-	0.24	0.082	-	-	-	-	-	-	-	128.3	74.3	○	
39	6.0	-	-	3.9	-	-	0.3	-	-	0.21	0.060	-	-	-	-	-	-	-	113.1	60.8	○	
40	6.0	-	-	3.9	-	-	1.2	-	-	0.20	0.090	-	-	-	-	-	-	-	121.4	68.9	○	

(組織評価) ○: 均一微細組織、△: やや粗大組織、×: 粗大組織

(組織評価 ○: 均一微細組織、△: やや粗大組織、×: 粗大組織)

【0020】

* * 【表3】

合金成分 (重量%)											添加元素 (重量%)							耐力		耐熱材の 組織評価	区 分	
No	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	常 温 kg/mm ²			400℃ kg/mm ²
41	3.0	—	—	2.4	—	—	0.3	—	—	0.18	0.060	—	—	—	—	—	—	—	79.4	42.3	○	本発明例 (6)
42	3.0	—	—	2.4	—	—	1.5	—	—	0.33	0.092	—	—	—	—	—	—	—	101.8	57.5	○	
43	2.0	—	—	1.1	—	—	0.2	—	—	0.18	0.044	—	—	—	—	—	—	—	65.2	32.1	○	
44	2.0	—	—	1.1	—	—	1.4	—	—	0.41	0.110	—	—	—	—	—	—	—	90.1	48.9	○	
45	3.1	2.9	—	15.1	—	2.7	—	—	—	0.11	0.020	—	—	—	—	—	—	—	112.4	69.4	○	本発明例 (7)
46	3.2	3.0	—	15.4	—	2.8	—	—	—	0.18	0.040	—	—	—	—	—	—	—	127.5	74.5	○	
47	3.1	2.8	—	15.0	—	2.8	—	—	—	0.24	0.052	—	—	—	—	—	—	—	135.2	78.2	○	
48	3.2	—	4.2	8.1	3.8	2.2	—	—	—	0.13	0.060	—	—	—	—	—	0.04	—	138.6	78.6	○	
49	—	—	—	—	—	—	0.2	—	0.02	0.15	0.040	—	—	—	—	—	—	—	66.5	35.2	○	本発明例 (8)
50	—	—	—	—	—	—	0.5	—	0.08	0.21	0.080	—	—	—	—	—	—	—	75.3	42.7	○	
51	—	—	—	—	—	—	2.7	—	0.10	0.12	0.180	0.01	—	—	—	—	—	—	100.4	58.2	○	
52	—	—	—	—	—	—	0.4	—	0.05	0.20	0.040	—	—	0.01	—	0.02	—	—	69.3	41.1	○	
53	—	—	—	—	—	—	0.7	—	0.08	0.10	0.100	—	—	—	0.01	—	0.01	—	78.1	46.2	○	

(注) 単位 〇：均一微細組織、△：やや粗大組織、×：粗大組織

(組織評価 ○: 均一微細組織、△: やや粗大組織、×: 粗大組織)

【0021】

* * 【表4】

15

16

No	合金成分 (重量%)										添加元素 (重量%)								耐力		製造材の組織評価	区分
	Al	Sn	Zr	V	Mo	Cr	Fe	Cu	N	O	P	As	Sb	Se	Bi	S	Te	B	常温 kg/mm ²	400℃ kg/mm ²		
54	5.0	2.4	-	-	-	-	-	-	-	0.15	0.51	-	-	-	-	-	-	-	135.1	86.1	△	比較例
55	-	-	-	2.6	-	-	-	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	48.2	20.8	×	
56	6.0	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.84	0.65	-	-	-	-	-	-	-	141.2	89.2	△	
57	5.8	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.09	0.06	-	-	-	-	-	-	-	99.3	50.3	△	
58	6.0	-	-	3.9	-	-	-	-	-	0.25	0.52	-	-	-	-	-	-	-	136.4	82.4	△	
59	6.1	-	-	4.1	-	-	-	-	-	0.82	0.05	-	-	-	-	-	-	-	132.9	80.3	△	
60	4.4	-	-	3.0	-	-	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-	-	-	-	75.4	43.8	×	
61	2.9	-	-	2.5	-	-	-	-	-	0.15	0.51	-	-	-	-	-	-	-	113.5	84.5	△	
62	2.1	-	-	1.5	-	-	-	-	-	0.07	-	-	-	-	-	-	-	-	50.3	21.3	×	
63	3.0	3.1	-	15.1	-	3.0	-	-	-	0.90	-	-	-	-	-	-	-	-	139.0	92.5	△	
64	-	-	-	-	-	-	0.6	-	0.04	0.09	-	-	-	-	-	-	-	-	48.4	26.8	△	
65	5.6	-	-	-	-	-	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-	-	-	-	89.3	48.3	△	
66	4.9	2.5	-	-	-	-	-	-	-	0.16	-	-	-	-	-	-	-	-	94.2	51.2	×	
67	6.2	-	-	4.0	-	-	-	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	91.1	47.1	×	
68	3.0	-	-	2.5	-	-	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-	-	-	-	58.3	28.8	×	
69	5.9	1.9	-	5.3	-	-	0.9	0.8	-	0.16	-	-	-	-	-	-	-	-	95.3	53.3	×	
70	5.9	2.1	4.1	-	1.9	-	-	-	-	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	90.8	56.8	×	
71	2.9	2.9	-	14.9	-	2.7	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-	-	-	-	103.5	59.5	×	
72	3.1	-	4.3	8.1	3.7	6.1	-	-	-	0.09	-	-	-	-	-	-	-	-	112.1	68.1	×	

(組織評価) ○: 均一微細組織、△: やや粗大組織、×: 粗大組織

(組織評価 C: 均一微細組織、△: やや粗大組織、×: 粗大組織)

【0022】

【発明の効果】本発明により、 α 型、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金材において、常温および高温強度に優れ、かつ微細化均一組織をなす材料が提供され、比強度が高くかつ耐食性が良いチタン合金の特性が維持されるとともに、従来よりも高温での使用が可能となる。また、鋳造まま材料*

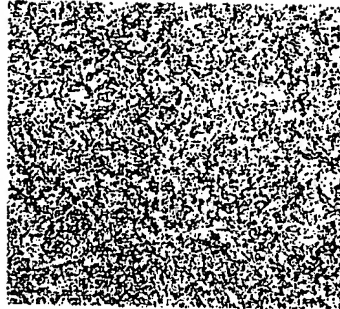
*でも微細均一な組織をなす、強度、延性に優れた材料を提供することが可能となり、その工業的効果は著しい。

【図面の簡単な説明】

【図1】写真は実施例に記述した本発明例(a)および比較例(b)の金属組織を示す。

【図1】

(a)



(b)



フロントページの続き

(72)発明者 花村 年裕
神奈川県川崎市中原区井田1618番地 新日
本製鐵株式会社先端技術研究所内

(72)発明者 高村 仁一
神奈川県川崎市中原区井田1618番地 新日
本製鐵株式会社先端技術研究所内